



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2000282175 A**(43) Date of publication of application: **10.10.00**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
B60J 5/00
C21D 9/46
C22C 38/38
C22C 38/58

(21) Application number: **11096110**(22) Date of filing: **02.04.99**(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**

(72) Inventor: **KAWABE HIDENAO**
TOSAKA AKIO
FURUKIMI OSAMU

(54) **SUPERHIGH STRENGTH HOT-ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN WORKABILITY, AND ITS PRODUCTION**

which the average grain size of the bainitic phase is controlled to $<4 \mu\text{m}$.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a hot-rolled steel sheet excellent in workability by allowing it to have a specified compsn., also allowing the contents of specified elements to have a specified relation and allowing it to have a metallic structure composed of bainite of a specified volume fractional rate as the main phase and at least one kind among pearlite, ferrite or the like as a 2nd phase, and in which the bainitic phase has the specified average grain size.

SOLUTION: The steel sheet having a compsn. contg., by weight, 0.05 to 0.20% C, 0.05 to 0.50% Si, 1.0 to 3.5% Mn, 20.05% P, 20.01% S, 0.005 to 0.30% Nb, 0.001 to 0.10% Ti, 0.01 to 1.0% Cr, 20.10% Al, and the balance Fe with inevitable impurities, and in which each content of Si, P, Cr, Ti, Nb and Mn satisfies the relation expressed by the inequality is prepd. Moreover, its metallic structure is the one composed of bainite of 60 to $<90\%$ in a volume fractional ratio as the main phase and at least one kind among pearlite, ferrite, residual austenite and martensite as a 2nd phase, and in

$$0.05 \leq ((\text{wt}\%)\text{Si} + (\text{wt}\%)\text{P}) / ((\text{wt}\%)\text{Cr} + (\text{wt}\%)\text{Ti} + (\text{wt}\%)\text{Nb} + (\text{wt}\%)\text{Mn}) \leq 0.5$$

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-282175

(P2000-282175A)

(43) 公開日 平成12年10月10日 (2000. 10. 10)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テマコード* (参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 W 4 K 0 3 7

B 6 0 J 5/00

B 6 0 J 5/00

Z

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

T

C 2 2 C 38/38

C 2 2 C 38/38

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号

特願平11-96110

(22) 出願日

平成11年4月2日 (1999. 4. 2)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 川辺 英尚

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 登坂 章男

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100080687

弁理士 小川 順三 (外1名)

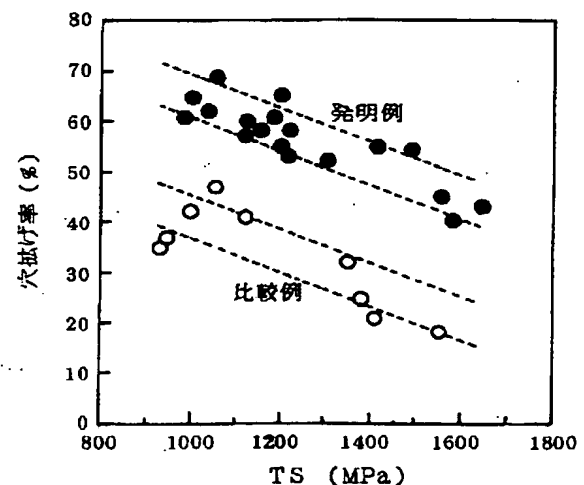
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた超高強度熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 980 MPa 以上の引張強度を達成するとともに、伸びフランジ性と強度延性バランスがともに優れ、かつ低降伏比であるた、加工性に優れた超高強度熱延鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 C、Si、Mn、P、S、Nb、Ti、Cr、Al、Ni、等を含有し、残部はFeからなり、この鋼スラブを連続铸造後、直ちに又は一旦冷却して、1100~1300℃に加熱したのち、仕上げ圧延終了温度 950~800℃にて熱間圧延し、圧延終了後 0.5秒以内に冷却を開始して、30℃/sec 以上の冷却速度で冷却を行い、500~300℃で巻取ることにより、体積分率で60~90%未満のベイナイトを主相、パーライト、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイトのうちの少なくとも1種を第2相とし、しかもベイナイト相の平均粒径を4μm未満とした金属組織になす。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 C : 0.05~0.20wt %、

Si : 0.05~0.50wt %、

Mn : 1.0 ~3.5 wt %、

P : 0.05wt %以下、

S : 0.01wt %以下、

Nb : 0.005 ~0.30wt %、

Ti : 0.001 ~0.100wt %、

Cr : 0.01~1.0 wt %および

Al : 0.1 wt % 以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成からなり、かつ上記Si、P、Cr、Ti、NbおよびMnの各含有量は次式：

$$0.05 \leq ((\text{wt}\%) \text{Si} + (\text{wt}\%) \text{P}) / ((\text{wt}\%) \text{Cr} + (\text{wt}\%) \text{Ti} + (\text{wt}\%) \text{Nb} + (\text{wt}\%) \text{Mn}) \leq 0.5$$

の関係を満たして含有し、金属組織が、体積分率で60~90%未満のベイナイトを主相とし、パーライト、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイトのうちの少なくとも1種を第2相とする組織であり、しかもベイナイト相の平均粒径が4 μm未満であることを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板。

【請求項 2】 請求項 1 に記載の鋼板において、上記成分の他にさらに、

A群； Cu : 0.01~1.0 wt %、

Ni : 0.01~1.0 wt %、

Mo : 0.01~1.0 wt %、

V : 0.01~0.3 wt %、

Zr : 0.01~0.3 wt %および

B : 0.0001~0.0050wt %

B群； Ca : 0.0001~0.0050wt %および

REM : 0.0001~0.0050wt %

のいずれか1群または2群から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板。

【請求項 3】 C : 0.05~0.20wt %、

Si : 0.05~0.50wt %、

Mn : 1.0 ~3.5 wt %、

P : 0.05wt %以下、

S : 0.01wt %以下、

Nb : 0.005 ~0.30wt %、

Ti : 0.001 ~0.100wt %、

Cr : 0.01~1.0 wt %および

Al : 0.1 wt % 以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成からなり、かつ上記Si、P、Cr、Ti、NbおよびMnの各含有量は次式：

$$0.05 \leq ((\text{wt}\%) \text{Si} + (\text{wt}\%) \text{P}) / ((\text{wt}\%) \text{Cr} + (\text{wt}\%) \text{Ti} + (\text{wt}\%) \text{Nb} + (\text{wt}\%) \text{Mn}) \leq 0.5$$

の関係を満たして含有する鋼スラブを鍛造後、直ちに又は一旦冷却して、1100~1300℃に加熱したのち、仕上げ

圧延終了温度 950~800℃にて熱間圧延し、圧延終了後0.5秒以内に冷却を開始して、30℃/sec 以上の冷却速度で冷却を行い、500~300℃で巻取ることを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 4】 請求項 3 に記載の方法において、上記成分の他にさらに、

A群； Cu : 0.01~1.0 wt %、

Ni : 0.01~1.0 wt %、

Mo : 0.01~1.0 wt %、

V : 0.01~0.3 wt %、

Zr : 0.01~0.3 wt %および

B : 0.0001~0.0050wt %

B群； Ca : 0.0001~0.0050wt %および

REM : 0.0001~0.0050wt %

のいずれか1群または2群から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車の耐衝突安全性の向上を目的として使用される自動車部品、例えばドアインパクトビーム、バンパーなどに用いて好適な熱延鋼板に関し、とくに引張強さTSが980 MPa 以上で、加工性に優れた超高強度熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 最近、自動車の製造分野においては、車体の軽量化を図り、しかも衝突時におけるキャビンの変形を抑制し安全性を向上させるために、バンパーやインパクトビームなどの部品には高強度鋼板が使用されてきており、その強度もますます高強度化する傾向にある。また、これら部品は、プレス成形、ロール成形、穴抜き加工、曲げ加工など種々の成形加工の工程を経て製造される。したがって、上記高強度鋼板には、これらの加工性を具えた材料が必要となる。

【0003】 ところで、鋼の強化機構には、従来から、加工強化、組織強化、析出強化等が広く知られている。しかし、これらの強化機構を利用すれば、鋼板の強度は確保できるものの、一方で、加工性の低下を招くというのが実情であった。具体的には、従来の高強度鋼板では、組織的不均一、硬質相と軟質相の局所的混在などのために、穴抜き試験時に亀裂の起点となる場所が多数存在することになり、これが穴抜き性の低下を招いていたのである。しかもこのような加工性は、高強度鋼になればなるほど、大きく低下するのが一般的であった。また、低降伏比に最も有利と言われる組織強化を用いても、980 MPa 以上の強度では、十分に低い降伏が得られなくなり、形状凍結性等に問題があった。このため、従来の鋼板製造技術では、高強度化と引き替えに、延性、曲げ性、伸びフランジ性、低降伏比などの加工特性を犠

性にしなければならないのが実状であった。なお、加工性を確保するために、熱処理によって組織の適正化を図ることも考えられるが、そのためには例えば焼き戻し工程等の調質処理を余分に付加しなければならず、必然的にコスト上昇を招き採用の障害となっており、また、焼き戻し処理等によっては、降伏比が逆に低くなりすぎて強度確保上好ましくない、という事態も生じる問題があった。

【0004】高強度鋼板の技術として、例えば、特開平5-105986号公報、特開昭60-181231号公報、特開昭50-1506622号公報には、強度延性バランスが良好で、穴抜け性も優れた鋼板が開示されているが、これら開示技術における引張強度は、いずれも980 MPaに満たないレベルのものである。また特開平3-277742号公報および特開平4-236741号公報には、引張強度980 MPa以上の鋼板について開示されているが、穴抜け率は低く、十分な加工性を有するものであるとはいいがたい。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】上述したように、強度と加工性は相反する傾向を示すのが一般的であり、現状では、伸びフランジ性をはじめとする良好な加工性を具え、引張強度が980 MPa以上である超高強度鋼は知られていない。また、かかる強度を具えた超高強度鋼板は、ロール成形により所定の形状の製品に成形する際、縁波、しわなどの成形不良を発生するという問題も抱えていた。本発明は、このような従来技術の問題を解決するための新規な熱延鋼板を提案するものであり、980 MPa以上の引張強度を達成するすともに、伸びフランジ性と強度延性バランスがともに優れ、かつ低降伏比をも具えた、加工性に優れた超高強度熱延鋼板およびその製造方法を提案することにある。また、本発明が目指す目標特性は、伸びフランジ性を表す指標として、 $TS \times \lambda$ (穴抜け率) ≥ 60000 MPa・%、強度延性バランスの指標として、 $TS \times El \geq 16000$ MPa・%、また降伏比YR: 60~70%とする。さらに、上記各材料特性に加えて、薄鋼板をロール成形により所定の形状の製品に成形する際に、縁波、しわなどの成形不良をも発生させない特性を持ち合わせることも目標とする。さらにまた、本発明は、成形後における遅れ破壊が発生しないことを目標の1つとする。

【0006】

【課題を解決するための手段】発明者らは、上記の目的を達成すべく、鋼成分、製造条件、金属組織などの面から鋭意実験を行い検討を重ねた。その結果、成分と製造条件を適正範囲に制御して、組織を微細化するとともに、体積分率を管理したベイナイト主体の組織とすることにより、加工時のわれ発生起点が減少し、強度レベルを低下させることなく、従来にはない優れた伸びフランジ性と、高い強度延性バランスを付与でき、また降伏比YR: 60%~70%を満たすことが可能となり、プレス成

形の改善がはかられ、波及的にロール成形における縁波、しわ等の成形不良をも防止できることを知見した。また同時に、かかる手段を採用することにより、遅れ破壊等を発生することがなくなり、加工後部品の信頼性を高めることも可能であることがわかった。

【0007】本発明はこのような知見に基づいて完成されたものであり、その要旨とするところは次のとおりである。

(1) C: 0.05~0.20wt%、Si: 0.05~0.50wt%、Mn: 1.0~3.5 wt%、P: 0.05wt%以下、S: 0.01wt%以下、Nb: 0.005~0.30wt%、Ti: 0.001~0.100 wt%、Cr: 0.01~1.0 wt%およびAl: 0.1 wt%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成からなり、かつ上記Si、P、Cr、Ti、NbおよびMnの各含有量は次式:

$$0.05 \leq ((\text{wt}\%) \text{Si} + (\text{wt}\%) \text{P}) / ((\text{wt}\%) \text{Cr} + (\text{wt}\%) \text{Ti} + (\text{wt}\%) \text{Nb} + (\text{wt}\%) \text{Mn}) \leq 0.5$$

の関係を満たして含有し、金属組織が、体積分率で60~90%未満のベイナイトを主相とし、パーライト、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイトのうちの少なくとも1種を第2相とする組織であり、しかもベイナイト相の平均粒径が4 μm未満であることを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板。

【0008】(2)上記(1)に記載の鋼板において、上記成分の他にさらに、

A群; Cu: 0.01~1.0 wt%、Ni: 0.01~1.0 wt%、Mo: 0.01~1.0 wt%、V: 0.01~0.3 wt%、Zr: 0.01~0.3 wt%およびB: 0.0001~0.0050wt%

B群; Ca: 0.0001~0.0050wt%およびREM: 0.0001~0.0050wt%

のいずれか1群または2群から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板。

【0009】(3) C: 0.05~0.20wt%、Si: 0.05~0.50wt%、Mn: 1.0~3.5 wt%、P: 0.05wt%以下、S: 0.01wt%以下、Nb: 0.005~0.30wt%、Ti: 0.001~0.100 wt%、Cr: 0.01~1.0 wt%およびAl: 0.1 wt%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成からなり、かつ上記Si、P、Cr、Ti、NbおよびMnの各含有量は次式:

$$0.05 \leq ((\text{wt}\%) \text{Si} + (\text{wt}\%) \text{P}) / ((\text{wt}\%) \text{Cr} + (\text{wt}\%) \text{Ti} + (\text{wt}\%) \text{Nb} + (\text{wt}\%) \text{Mn}) \leq 0.5$$

の関係を満たして含有する鋼スラブを連続鋳造後、直ちに又は一旦冷却して、1100~1300℃に加熱したのち、仕上げ圧延終了温度 950~800℃にて熱間圧延し、圧延終了後 0.5秒以内に冷却を開始して、30℃/sec以上の冷却速度で冷却を行い、500~300℃で巻取ることとを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板の製造方法。

【0010】(4)上記(3)に記載の方法において、上記成分の他にさらに、

A群; Cu: 0.01~1.0 wt%、Ni: 0.01~1.0 wt%、M

o: 0.01~1.0 wt%, V: 0.01~0.3 wt%, Zr: 0.01~0.3 wt% および B: 0.0001~0.0050wt%

B 群; Ca: 0.0001~0.0050wt% および REM: 0.0001~0.0050wt%

のいずれか 1 群または 2 群から選ばれるいずれか 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、加工性に優れた超高強度熱延鋼板の製造方法。

【0011】

【発明の実施の形態】次に、上記要旨構成のとおりに限定した理由について説明する。

C: 0.05~0.20wt%

C は、低温変態相を利用して鋼を強化するために必要不可欠な元素である。引張強度 980MPa 以上を得るには 0.05wt% 以上の含有が必要であるが、0.2 wt% を超えて含有すると、溶接性が劣化するので、C 量は 0.05~0.20 wt% の範囲とする。

【0012】Si: 0.05~0.50wt%

Si は、強度向上に寄与する元素であり、その効果は 0.05 wt% 未満では発揮されない。一方、0.50wt% を超えて含有させると、フェライト変態が促進され、低温変態相による強化が不十分となり、また強度を上げて降伏比が高くなる傾向にある。よって、Si 量は 0.05~0.50wt% の範囲で含有させる。

【0013】Mn: 1.0~3.5 wt%

Mn は、ベイナイト組織を得るために重要な役割を担っている元素である。熱延終了後の冷却過程において、他の変態相の生成を抑制し、安定的にベイナイト主体の組織となすには 1.0 wt% 以上の Mn 量が必要であるが、3.5 wt% を超えて含有させても、前記効果は飽和する。よって、Mn 量は 1.0~3.5 wt% の範囲で添加する。

【0014】P: 0.05wt% 以下

P は、強度の向上に寄与するとともに、鋼中の蓄積水素に起因する水素脆性および遅れ破壊を防止する効果を有する元素である。しかし、過剰に含有させると、組織の不均一をもたらす、製造時の凝固偏析が著しく、内部割れや加工性の劣化を招くことになるので 0.05wt% 以下の範囲で含有させる。

【0015】S: 0.01wt% 以下

S は、鋼中で非金属介在物として存在し、伸びフランジ成形時の応力集中源となるため、その含有量は低いことが望まれる。S 含有量が 0.01wt% 以下の範囲では、超高強度であっても、穴抜け性に大きな悪影響を及ぼさない。0.01wt% を上限として含んでもよい。

【0016】Nb: 0.005~0.30wt%

Nb は、NbC などの析出物の存在形態、再結晶温度に影響する元素である。とくに本発明では、Nb は組織の微細均一化に有効に作用するほか、降伏強度の低下の原因となる軟質なフェライト、パーライト相の生成を抑制し、低温変態相であるベイナイト主体となる組織とすることにより、高強度にもかかわらず高い伸び、穴抜け性をもた

らすという効果を有している。このような効果は 0.005 wt% 以上の添加で発現するが、0.30wt% を超えて含有させると鋼中に硬質な析出物を多量形成し、伸びフランジ性を低下させる。よって、Nb 量は 0.005~0.30wt% の範囲とする。なお、好ましくは 0.01~0.1 wt% とする。

【0017】Ti: 0.001~0.100 wt%

Ti は、Nb と同様に、析出物の存在形態、再結晶温度に影響し、組織の微細均一化をもたらす、降伏強度、伸び、穴抜け性の各特性を向上させるために有効な元素である。これらの好ましい効果は、0.001 wt% 以上の添加で得られる。また、この Ti を上記 Nb と併用して添加すると、フェライト変態が起きない最小の冷却速度が小さくなり、焼入れ性が向上するという効果もたらされる。一方、0.100wt% を超える Ti を含有させると、硬質な炭化物等を形成し、伸びフランジ性を低下させるため、Ti 量は 0.001~0.100 wt% とする。なお、好ましくは 0.005~0.05wt% とする。

【0018】Cr: 0.01~1.0 wt%

Cr は、伸びを大きく低下させたり YS を大きく上昇させたりすることなく、強度を向上させるのに有効な元素であるが、0.01wt% 未満ではその効果は少なく、また 1.0 wt% を超えて多量に含有させてもさらなる効果はなく、経済的に不利になる。よって、Cr 量は 0.01~1.0 wt% とする。なお、好ましくは 0.05~0.5 wt% とする。

【0019】Al: 0.1 wt% 以下

Al は、脱酸および炭化物形成元素の歩留りを向上させるために有効な元素であるが、0.1 wt% を超えて添加しても効果が飽和するのみでなく、加工性の劣化のほかに表面性状も劣化するので 0.1wt% 以下とする。

【0020】Cu: 0.01~1.0 wt%, Ni: 0.01~1.0 wt%, Mo: 0.01~1.0 wt%, V: 0.01~0.3 wt%, Zr: 0.01~0.3 wt% および B: 0.0001~0.0050wt%

これらの元素は、鋼板の強度を上昇させるに有効な元素であり、その効果はいずれの元素とも 0.01wt% 以上で得られる。また、V および Zr は、前記効果に加えて、局部伸びを向上させる元素でもある。しかし、これら元素のうち、Cu、Ni、Mo ではそれぞれ 1.0 wt% 超えて、また V、Zr ではそれぞれ 0.3 wt% を超えて添加しても、さらなる効果は得られず、徒にコストの上昇を招くことになる。よって、Cu、Ni、Mo の各元素は 0.01~1.0 wt%、V および Zr は 0.01~0.3 wt% の範囲で添加する。なお、いずれの元素とも、単独でも複合添加でも同様の挙動を示す。B も、強度の向上に有効な元素である。B を添加することにより、熱延終了後の急冷時において、軟質相の生成を抑制しベイナイト相を形成することが容易となる。このような効果を得るためには、0.0001wt% 以上の添加が必要であるが、0.0050wt% を超えて添加してもさらなる効果が得られないので、0.0050wt% を上限として添加する。

【0021】

Ca: 0.0001~0.0050wt%, REM: 0.0001~0.0050wt%
CaおよびREMは、硫化物等の析出物を球状化して、鋭角的な析出物を減少させ、応力集中を減少させることにより、伸びフランジ性の低下を抑制する効果を有している。これらの元素の添加量が、それぞれ0.0001wt%未満では添加の効果が発揮されず、一方0.0050wt%を超えて添加してもその効果が飽和する。よって、Ca、REMとも、0.0001~0.0050wt%の範囲で添加する。

【0022】 $0.05 \leq ((\text{wt}\%)\text{Si} + (\text{wt}\%)\text{P}) / ((\text{wt}\%)\text{Cr} + (\text{wt}\%)\text{Ti} + (\text{wt}\%)\text{Nb} + (\text{wt}\%)\text{Mn}) \leq 0.5$
所望のYRを得るには、後述する組織制御を行う必要がある。Si、Pなどフェライト生成促進元素を多量に含有すると、熱延後の連続冷却中および巻き取り中にフェライト相、パーライト相などの生成量が増加し、ベイナイト相の体積分率が減少するので、伸びの低下やYRの低下を招く。一方、Cr、Ti、Nbなどパーライトの生成を抑制する炭化物形成元素も重要な役割を担っており、これらの元素の含有が少ないと、パーライトの生成が促進され、やはりベイナイト相の体積分率が減少し、伸びの低下や、YRの低下を招く。また、Mnは、オーステナイト安定化元素であり、連続冷却中のフェライトの生成を抑制し、ベイナイト相の生成を促進する一方、過多になると、ベイナイト相の体積分率が増加し、高YR化させる作用を有している。このような各元素の作用を考慮して検討したところ、目標としたYRを得るには、 $((\text{wt}\%)\text{Si} + (\text{wt}\%)\text{P}) / ((\text{wt}\%)\text{Cr} + (\text{wt}\%)\text{Ti} + (\text{wt}\%)\text{Nb} + (\text{wt}\%)\text{Mn})$ の値を0.05~0.5の範囲に制御することが必要である。すなわち、成分バランスをかける範囲に調整し、適正条件のもとで圧延することによって、体積分率で60~90%未満のベイナイト（主相）と、パーライト、フェライト、残留オーステナイトのうちの少なくとも1種からなる第2相の組織にすることが可能になる。

【0023】金属組織：ベイナイト相の体積分率が多すぎると高YS化する傾向がある。強度、YRなどの特性を満たすためには、ベイナイト相体積分率を60~90%未満とする必要がある。というのは、ベイナイト相体積分率が60%未満では局部変形能の劣化および穴抜け性の低下が生じ、一方この分率が90%以上になるとYRが高くなりプレス成形性の低下、またロール成形での成形不良（緑波、しわの発生）がもたらされるからである。ベイナイト相の平均粒径を4μm未満にすることも目標とする材質特性を満たすために必要である。結晶粒径が微細化し、組織が均一化すると、従来にない優れた強度・穴抜け率バランスを得ることが可能になる。なお、ベイナイト組織の平均粒径は、フェライトの平均粒径の求め方（JIS G0552）に準じて算出したもので、圧延方向および圧延直角方向で各板厚断面の全厚みに渡って測定した値の平均から求めたものとする。

【0024】このようなベイナイト相体積分率を60~90%とした相構成とベイナイト粒径を満たすことにより、

980 MPa以上の超高強度で、伸びフランジ性に優れ、延性に優れた総合的な材質バランスを達成でき、良好なプレス成形（穴抜け加工）とロール成形性を発揮できる。本発明では、このような優れた特性として、 $TS \times \lambda$ （穴抜け率） $\geq 60000 \text{ MPa} \cdot \%$ 、 $TS \times EI \geq 16000 \text{ MPa} \cdot \%$ 、降伏比YR: 60~70%が達成できる。なお、YRが60未満では、ロール成形時緑波が生じ成形不良を生じ、70%を超えるとロール成形後の曲げ加工時にしわが発生する。

10 【0025】次に製造条件について説明する。スラブは成分のマクロ的な偏析を防止する上で連続铸造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ铸造法によって製造することも可能である。製造後のスラブは、いったん室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法の工程はもちろん、温片のままで加熱炉に挿入してから圧延する直送圧延、あるいはわずかの保熱を行い直ちに圧延する直接圧延などの省エネルギープロセス工程も問題なく適用できる。ただし、初期組織の均一かつ微細化という観点からすれば、直送圧延などを行なう場合でも一旦、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を終了させたのちに再加熱を行なうほうが望ましい。

20 【0026】

・スラブ加熱温度（SRT）: 1100~1300℃

スラブ加熱温度は、結晶粒の均一微細化をはかるため、1300℃以下のできるかぎり低温とすることが好ましいが、仕上げ圧延温度を確保することも必要であるので、1100~1300℃の範囲とする。なお、好ましくは1200℃以下とする。

・仕上げ圧延終了温度: 800~950℃

30 仕上げ圧延終了温度が800℃未満では圧延時の変形抵抗が大きく、また組織の不均一化がおこる。一方950℃より高温では微細均一な組織が得られなくなる。よって、仕上げ圧延終了温度は800~950℃の範囲とする。

【0027】・熱間圧延終了後の冷却

熱延終了後は0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/sec以上の冷却速度で強制冷却する。熱延終了後に放冷すると、最終的に得られる熱延板の結晶粒径が粗大となる。ベイナイトの平均粒径を4μm未満にするためには、熱延終了後0.5秒以内に強制的に冷却する必要がある。このときの冷却速度は、熱延終了後の組織を決定するので極めて重要である。冷却速度が30℃/sec未満では、軟質なフェライト相などベイナイト相以外の相が生成する。30℃/sec以上の速度で冷却することにより、ベイナイトを主相とする均一微細な組織を得ることが可能になる。

・巻き取り温度: 300~500℃

40 巻き取り温度が低温すぎると、硬質なマルテンサイト相が生成し、ベイナイト主体の均一な組織にならないので、十分な加工性が得られなくなる。一方、巻き取り温度が高温過ぎると、低温変態相が軟化し、さらに結晶粒

が粗大化するので強度などの特性が不十分となる。

【0028】図1は、伸びフランジ性（穴上げ率）と引張強度との関係を、本発明と従来のものとで比較して示したものである。発明鋼板は、0.08~0.15wt% C-0.20 wt% Si-3.0 wt% Mn-0.04wt% Al-0.04wt% Nb-0.020 wt% Ti-0.10wt% Cr-0.020 wt% P-0.0020wt% Sの鋼スラブを、スラブ加熱温度を1150℃、仕上げ圧延終了温度を900℃、熱延終了後の冷却開始を0.3秒以内、冷却速度を85℃/sec、巻取温度を350~400℃としたものであり、比較鋼板は主として加熱温度、冷却速度、巻取温度などの条件で発明とは異なっている。図1から、本発明に従う熱延鋼板は980 MPa以上の引張強度が得られていることはもちろん、穴上げ率が比較鋼板よりも格段に向上していることがわかる。

【0029】

【実施例】実施例1

表1に示す成分と残部が実質的にFeからなる成分組成の連続铸造スラブ（スラブ厚260 mm）を、室温まで冷却後、1048℃~1116℃に加熱し、仕上げ圧延終了温度を870~900℃とする熱間圧延を行い、熱延終了後0.4秒以内に、冷却速度を60~70℃/secとして冷却し、360~310℃で巻き取り、2.0 mmの熱延鋼板とした。得られた熱延鋼板について、以下の材料特性を実施した。 *

*・穴上げ率：初期直径 $d_0=10\text{mm}$ の穴を打抜き、60°の円錐ポンチを上昇させ穴を上げた際に、亀裂が板厚貫通したところでポンチ上昇を止め、亀裂貫通後の打抜き穴径 d を測定し、穴上げ率（%） $=((d-d_0)/d_0) \times 100$ として算出した。

・縁波の有無：ハット形状（成形高さ50mm、ポンチ肩10mmφ、ダイス肩10mmφ）にロール成形後、端面形状を目視で判定した。

・曲げ加工：鋼板を一旦断面形状が角形閉断面（コーナーR10mmφ、断面サイズ100mm×60mm）のパイプ状に成形したものを曲率半径500mmで曲げ加工を行い、しわ発生の有無を目視で判定した。

・遅れ破壊試験：直径50mmφのポンチで絞り比1.80の円筒に深絞り加工し、これを純水中に浸漬して約1週間経過後の割れ発生の有無で評価した。表2に試験結果を示す。

【0030】実施例2

次に、表1中の鋼スラブHを用い、表3に示す各条件で熱延鋼板を製造した。得られた熱延鋼板について、同様な試験を行い材料特性を調査した。その結果を併せて表3に示す。

【0031】

【表1】

鋼	化 学 成 分 (wt%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	Cr	Al	その他	X	
A	0.058	0.10	1.60	0.020	0.0080	0.050	0.020	0.05	0.022	—	0.070	発 明 例
B	0.152	0.45	2.50	0.020	0.0065	0.048	0.050	0.09	0.024	—	0.175	
C	0.047	0.10	1.70	0.020	0.0070	0.038	0.020	0.15	0.023	—	0.063	
D	0.103	0.48	2.54	0.007	0.0054	0.045	0.050	0.30	0.022	—	0.166	
E	0.085	0.19	3.02	0.014	0.0028	0.017	0.048	0.05	0.052	Ca/0.0023	0.065	
F	0.080	0.20	3.05	0.017	0.0023	0.005	0.043	0.05	0.052	Zr/0.05	0.069	
G	0.081	0.20	2.98	0.017	0.0015	0.005	0.038	0.17	0.052	Cu/0.2 Ni/0.1	0.068	
H	0.083	0.21	3.01	0.018	0.0008	0.017	0.041	0.17	0.038	Ca/0.0008	0.070	
I	0.082	0.18	2.95	0.017	0.0018	0.030	0.044	0.05	0.038	Mn/0.2	0.064	
J	0.076	0.24	3.02	0.017	0.0045	0.015	0.048	0.05	0.038	Ni/0.2 Ca/0.0010	0.082	
K	0.084	0.12	2.55	0.022	0.0004	0.005	0.047	0.05	0.038	B/0.0010	0.054	比 較 例
L	0.082	0.13	2.95	0.025	0.0038	0.020	0.042	0.05	0.024	REM/0.03	0.051	
M	0.076	0.35	3.05	0.018	0.0065	0.005	0.045	0.05	0.022	V/0.15	0.117	
N	0.150	0.20	3.07	0.008	0.0090	0.015	0.045	0.25	0.045	—	0.062	
O	0.250	0.18	2.06	0.015	0.0034	0.010	0.005	0.05	0.048	—	0.092	
P	0.075	0.15	0.32	0.022	0.0024	0.005	0.048	0.05	0.055	—	0.407	
Q	0.122	0.21	1.98	0.013	0.0114	0.045	0.005	0.05	0.062	—	0.107	
R	0.080	0.58	1.50	0.011	0.0012	0.082	0.005	0.05	0.020	—	0.349	
S	0.080	0.20	3.00	0.020	0.0020	0.000	0.040	0.10	0.040	—	0.070	
T	0.080	0.20	3.00	0.020	0.0020	0.500	0.040	0.10	0.040	—	0.060	
U	0.080	0.20	3.00	0.020	0.0020	0.100	0.000	0.10	0.040	—	0.069	例
V	0.080	0.20	3.00	0.020	0.0020	0.100	0.200	0.10	0.040	—	0.085	
W	0.080	0.20	3.00	0.020	0.0020	0.100	0.040	0.00	0.040	—	0.070	
X	0.080	0.20	2.00	0.020	0.0020	0.100	0.040	2.00	0.040	—	0.053	
Y	0.080	0.12	3.00	0.020	0.0020	0.050	0.045	0.20	0.040	—	0.042	
Z	0.080	0.50	1.00	0.045	0.0020	0.003	0.003	0.02	0.040	—	0.531	

【0032】

鋼	引張特性、加工特性										遅れ破断	平均粒径 (mm)	1/4分相分率 (%)	備考
	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)	TS×El (MPa×%)	縁波	しわ	穴抜け率 λ (%)	TS×λ (MPa×%)					
A	670	981	18	68.3	17658	なし	なし	62	60882	なし	1.85	88	発	明
B	675	1001	16	67.4	16016	なし	なし	65	65065	なし	1.88	75		
C	712	1048	17	67.9	17816	なし	なし	69	72312	なし	1.76	89		
D	763	1121	18	68.1	20178	なし	なし	60	67260	なし	1.64	67		
E	810	1202	14	67.4	16828	なし	なし	55	66110	なし	1.95	85	例	比
F	821	1215	15	67.6	18225	なし	なし	53	64395	なし	1.96	84		
G	815	1221	17	66.7	20757	なし	なし	58	70818	なし	1.83	81		
H	703	1035	18	67.9	18630	なし	なし	62	64170	なし	1.59	79		
I	889	1306	17	68.1	22202	なし	なし	52	67912	なし	1.78	83	例	較
J	960	1413	15	67.9	21195	なし	なし	55	77715	なし	1.68	76		
K	1011	1488	14	67.9	20832	なし	なし	54	80352	なし	1.77	85		
L	1054	1554	13	67.8	20202	なし	なし	45	69930	なし	1.86	81		
M	1022	1580	14	64.7	22120	なし	なし	40	63200	なし	1.82	74	例	較
N	1119	1647	15	67.9	24705	なし	なし	43	70821	なし	1.99	86		
O	1400	1550	9	90.3	13950	なし	有	21	32550	有	3.46	88		
P	640	1120	7	57.1	7840	なし	有	41	45920	なし	2.88	53		
Q	1196	1410	5	84.8	7050	なし	有	14	19740	なし	3.67	95	例	較
R	804	1350	14	59.6	18900	有	なし	32	43200	有	3.58	46		
S	715	1202	15	59.5	18030	なし	なし	43	51686	なし	1.95	85		
T	1120	1315	9	85.2	11835	なし	有	32	42080	なし	1.95	85		
U	587	1124	17	52.2	19108	有	なし	45	50580	なし	2.31	57	例	較
V	1153	1254	10	91.9	12540	なし	有	37	46398	なし	1.88	75		
W	617	1080	18	57.1	19440	有	なし	44	47520	なし	2.34	58		
X	852	1202	12	71.7	14424	有	なし	36	43272	なし	2.11	55		
Y	1021	1276	8	80.0	10208	なし	有	15	19140	なし	1.90	92	例	較
Z	648	1110	11	58.4	12210	有	なし	41	45510	なし	2.21	56		

【0033】

【表3】

	製造条件					引張特性、加工特性										遅れ破断	平均粒径 (mm)	1/4分相分率 (%)	備考
	加熱温度 (℃)	仕上圧延温度 (℃)	冷却開始時間 (sec)	冷却速度 (℃/s)	巻取り温度 (℃)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)	TS×El (MPa×%)	縁波	しわ	穴抜け率 λ (%)	TS×λ (MPa×%)					
1	1105	897	0.4	66	282	817	1203	16	68	19248	なし	なし	55	66165	なし	1.87	84	発	明
2	1215	883	0.3	58	355	684	1032	18	66	18576	なし	なし	62	63984	なし	1.69	78		
3	1246	876	0.4	72	388	786	1154	16	68	18464	なし	なし	58	66932	なし	1.86	81		
4	1246	891	0.5	65	347	764	1120	15	68	16800	なし	なし	57	63840	なし	1.94	88		
5	1154	845	0.3	84	306	801	1187	16	67	18992	なし	なし	61	72407	なし	1.67	79	例	比
6	1178	911	0.3	63	189	1102	1380	14	80	19320	なし	有	35	48300	有	1.69	94		
7	1268	886	0.4	11	353	554	928	19	60	17632	有	なし	21	19488	有	5.64	72		
8	1165	896	1.5	68	376	586	995	17	59	16915	有	なし	25	24875	なし	4.71	64		
9	1215	970	0.4	75	364	980	1051	16	93	16816	なし	有	24	25224	なし	6.32	85	例	較
10	1324	892	0.4	55	392	563	945	19	60	17955	有	なし	37	34965	なし	8.59	81		

【0034】本発明に従えば、980MPa以上の引張強度を有し、延性、穴抜け性バランスが従来になく優れた超高強度熱延鋼板が得られることがわかる。

【0035】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、

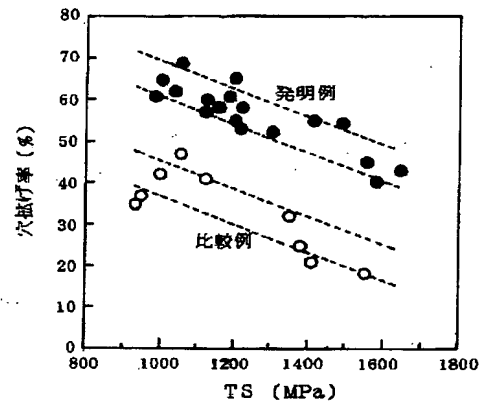
引張強度が980MPa以上でありながら、伸びフランジ成形性と強度延性バランスがともに優れ、かつ低降伏比をも具えた、加工性に優れた超高強度熱延鋼板を提供することができる。また、本発明によれば、ロール成形により発生しやすい、縁波、しわなどの成形不良も防止で

きる。したがって、本発明は、自動車の強度メンバーやインパクトビームなどの製造に際して、一層の軽量化やコストの低減等に大きく寄与する。

【図面の簡単な説明】

【図1】 穴拡げ率と引張強度との関係を示すグラフである。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA31 EA32 EA35 EA36 EB05
EB07 EB08 EB11 FA02 FA03
FC03 FC04 FD04 FE01 FE06
JA06